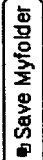


詳細表示

WIPS Patent Search



FullText Download



Save MyFolder



Show MyFolder

(54) METHOD FOR PRODUCING HOT DIP METAL COATED HIGH TENSILE STEEL SHEET

■ (19) 国 (Country): JP (Japan)

■ (11) 公開番号 (Publication Number): 2002-047547 (2002.02.15)



JP 文書を開く

■ (13) 文献種類 (Kind of Document): A (Unexamined Publication)

■ (21) 出願番号 (Application Number): 2000-227348 (2000.07.27)

■ (75) 発明者 (Inventor): KYONO KAZUAKI

■ (73) 出願人 (Assignee): KAWASAKI STEEL CORP.

代表出願人名: KAWASAKI STEEL CORPORATION (A00732)

■ (57) 要約 (Abstract):

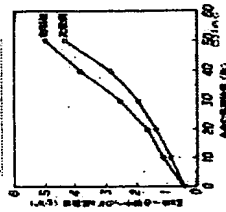
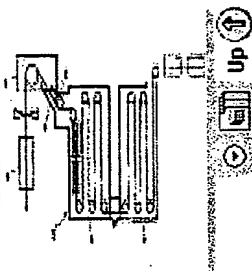
PROBLEM TO BE SOLVED: To obtain an excellent hot dip metal coating property by securing the sufficient internal oxidized layer regardless of component composition of steel and producing history and even in the case of using a radiating tube heating, such as radiant tube to a recrystallize-annealing before the hot dip coating treatment.

SOLUTION: During producing process of a hot dip coated steel sheet containing 0.03-0.2 mass% C and 1.0-3.0 mass% Mn, the internal oxidized layer is formed on the surface layer part of the base iron in the steel sheet particularly by applying the heat treatment in the temperature range of 650-950° C in the atmosphere in which the reduction is not substantially developed, under state of sticking the black scale after hot-rolling.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

■ 代表図面:

No Image.

2002-146501
(2000.11.08)2001-303225
(2000.04.21)同一出願人が出願した
同一技術分野特許

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-47547

(P2002-47547A)

(43) 公開日 平成14年2月15日 (2002.2.15)

(51) Int.Cl.	識別記号	F I	テーム (参考)
C 2 3 C	2/02	C 2 3 C	2/02 4 K 0 2 7
C 2 1 D	9/46	C 2 1 D	9/46 U 4 K 0 3 7
C 2 3 C	2/06	C 2 3 C	2/06
	2/28		2/28
	2/40		2/40

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願2000-227348 (P2000-227348)

(22) 出願日 平成12年7月27日 (2000.7.27)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 京野 一章

千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製鉄株式会社技術研究所内

(74) 代理人 100059258

弁理士 杉村 暁秀 (外2名)

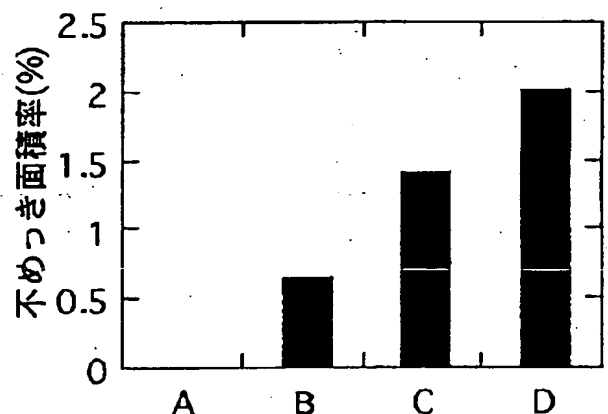
Fターム (参考) 4K027 AA02 AA23 AB28 AB42 AC02
AC12 AC18 AC73 AE11 AE12
AE33
4K037 EA05 EA06 EA15 EA16 FF02
FF03 FG00

(54) 【発明の名称】 溶融めっき高張力鋼板の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 鋼の成分組成や製造履歴を問わず、また溶融めっき処理前の再結晶焼鈍にラジアントチューブ等の輻射式加熱を用いた場合であっても、十分な内部酸化層を確保して優れた溶融めっき性を得る。

【解決手段】 C : 0.03~0.2 mass% および Mn : 1.0 ~ 3.0 mass% を含有する溶融めっき鋼板の製造工程中、特に熱間圧延後、黒皮スケールを付着させたまま、実質的に還元が起きない雰囲気中にて 650~950 °C の温度範囲で熱処理を施すことにより、鋼板の地鉄表層部に内部酸化層を形成する。



A. 黒皮付熱延板熱処理材 (100vol%N₂)

B. 黒皮付熱延板熱処理材 (5vol%H₂-N₂)

C. 黒皮付熱延板熱処理材 (100vol%H₂)

D. 白皮付熱延板熱処理材

【特許請求の範囲】

【請求項1】 C : 0.03~0.2 mass%およびMn : 1.0 ~ 3.0 mass%を含有する組成になる素材鋼片を、熱間圧延後、黒皮スケールを付着させたまま、実質的に還元が起きない雰囲気中にて 650~950 °Cの温度範囲で熱処理を施して、鋼板の地鉄表層部に内部酸化層を形成させたのち、酸洗し、ついで再加熱後、溶融めっきを施すことを特徴とする溶融めっき高張力熱延鋼板の製造方法。

【請求項2】 請求項1において、溶融めっきを施したのち、加熱合金化処理を施すことを特徴とする合金化溶融めっき高張力熱延鋼板の製造方法。

【請求項3】 C : 0.03~0.2 mass%およびMn : 1.0 ~ 3.0 mass%を含有する組成になる素材鋼片を、熱間圧延後、黒皮スケールを付着させたまま、実質的に還元が起きない雰囲気中にて 650~950 °Cの温度範囲で熱処理を施して、鋼板の地鉄表層部に内部酸化層を形成させたのち、酸洗し、ついで冷間圧延後、再加熱してから、溶融めっきを施すことを特徴とする溶融めっき高張力冷延鋼板の製造方法。

【請求項4】 請求項3において、溶融めっきを施したのち、加熱合金化処理を施すことを特徴とする合金化溶融めっき高張力冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、自動車用部材等に用いて好適な溶融めっき高張力鋼板、すなわち溶融めっき高張力熱延鋼板、合金化溶融めっき高張力熱延鋼板ならびに溶融めっき高張力冷延鋼板、合金化溶融めっき高張力冷延鋼板等の製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 最近、自動車用部材については、車体重量の軽減および信頼性・安全性の向上の観点から、その高強度化が指向されている。この傾向は、自動車用鋼板として多用される溶融亜鉛めっき鋼板や合金化溶融亜鉛めっき鋼板等の溶融めっき鋼板および合金化溶融めっき鋼板についても例外ではなく、高強度化のために種々の方法が提案されている。特に、高強度化の方法として、CとMn添加を必須とし、必要に応じてSi、P等を添加した固溶強化型、析出強化型および組織強化型などの高張力鋼板が開発されている。

【0003】 例えば、特開昭59-193221号公報には、SiやMn等の固溶強化元素を比較的多量に含有させることによって鋼板の高強度化を図る方法が提案されている。しかしながら、この方法では、SiやMnを多量に含有することによって由来する別の問題、すなわちSiやMnの表面濃化に起因した溶融めっき性の劣化（溶融めっきされない部分の発生すなわち不めっきの発生）やパウダリング性の劣化（プレス加工時にめっき剥離が多く、製品欠陥を生じたり、またはプレス金型の手入れ頻度が高くなる）という問題が生じるため、自動車用溶融めっき鋼板としては実

使用に耐え得なかった。

【0004】 上記の問題の解決策として、高酸素分圧下で鋼板を強制的に酸化した後、還元し、溶融めっきする方法（特開昭55-122865号公報）や、溶融めっきを施す前にプレめっきを行う方法（特開昭58-104163号公報）等が提案されたが、これらの方法では、熱処理時における表面酸化物の制御が十分でないため、鋼成分および溶融めっき条件によっては必ずしも安定した溶融めっき性が得られなかった。

【0005】 また、特開平9-310163号公報には、上記した溶融めっき性の劣化を改善するものとして、熱間圧延後、高温巻取りを行うことによって、鋼板の地鉄表層の結晶粒界や結晶粒内に酸化物を形成する、すなわち内部酸化層を形成させる方法が提案されている。この内部酸化層を形成する方法は、不めっきの発生を防止する手段としては極めて有用である。不めっきが発生しない理由は、内部酸化層が存在すると、Si、Mn等の表面濃化が抑制されるからである。表面濃化が抑制される機構については、Si、Mn等の金属元素のバルクから表面への移動に対して、内部酸化層が隔壁障害になることが考えられる。しかしながら、上記の方法では、鋼種や製造履歴によっては、十分な内部酸化層を確保できないため、必ずしも満足いくほど優れた溶融めっき性が得られるとは限らないところに問題を残していた。

【0006】 特に、溶融めっき処理前の再結晶焼鈍を、ラジアントチューブ等の輻射式加熱方式で行った場合には、この傾向が大きかった。なお、加熱方式が直火式の場合には、この焼鈍中に幾分かは内部酸化層が増強されるので、輻射式加熱の場合よりは改善されるけれども、それでも安定して所望の内部酸化層を形成することは困難であった。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】 本発明は、上記の問題を有利に解決するもので、鋼の成分組成や製造履歴を問わず、また溶融めっき処理前の再結晶焼鈍にラジアントチューブ等の輻射式加熱を用いた場合であっても、十分な内部酸化層を確保して優れた溶融めっき性を得ることができる、溶融めっき高張力鋼板の有利な製造方法を提案することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】 さて、発明者らは、上記の目的を達成すべく鋭意検討を重ねた結果、多量のSiやMnを添加した場合に溶融めっき性が劣化する原因は、酸洗時に完全には除去されずに残存したこれら添加元素を含む酸化物が焼鈍時に表面濃化（SiやMnが焼鈍雰囲気中に選択酸化されて表面に多くなること）するためであることを究明した。そして、その改善のためには、地鉄表層部のSiやMnを酸洗工程以前に予め酸化しておくことが極めて有効であることの知見を得た。溶融めっき性が劣化しない理由は、上記の酸化により、Si、Mn等の表面濃

化が抑制されるからである。地鉄表層部のSiやMnを酸洗工程以前に予め酸化すると、地鉄表層の金属Siや金属Mn濃度が低下する。SiやMnは酸化物に変化すると、実質上表面に拡散して濃化することはない。従って、Si、Mn等の表面濃化が抑制されるのである。本発明は、上記の知見に立脚するものである。

【0009】すなわち、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. C : 0.03~0.2 mass%およびMn : 1.0 ~3.0 mass%を含有する組成になる素材鋼片を、熱間圧延後、黒皮スケールを付着させたまま、実質的に還元が起きない雰囲気中にて 650~950 °Cの温度範囲で熱処理を施して、鋼板の地鉄表層部に内部酸化層を形成させたのち、酸洗し、ついで再加熱後、溶融めっきを施すことを特徴とする溶融めっき高張力熱延鋼板の製造方法。

【0010】2. 上記1において、溶融めっきを施したのち、加熱合金化処理を施すことを特徴とする合金化溶融めっき高張力熱延鋼板の製造方法。

【0011】3. C : 0.03~0.2 mass%およびMn : 1.0 ~3.0 mass%を含有する組成になる素材鋼片を、熱間圧延後、黒皮スケールを付着させたまま、実質的に還元が起きない雰囲気中にて 650~950 °Cの温度範囲で熱処理を施して、鋼板の地鉄表層部に内部酸化層を形成させたのち、酸洗し、ついで冷間圧延後、再加熱してから、溶融めっきを施すことを特徴とする溶融めっき高張力冷延鋼板の製造方法。

【0012】4. 上記3において、溶融めっきを施したのち、加熱合金化処理を施すことを特徴とする合金化溶融めっき高張力冷延鋼板の製造方法。

【0013】

【発明の実施の形態】以下、本発明の基礎となった実験結果について説明する。図1に、黒皮スケールを予め酸洗により除去したいわゆる白皮熱延板（同図(a)）と黒皮スケールが付着したままのいわゆる黒皮熱延板（同図(b), (c)）について、熱延板熱処理後の断面を光学顕微鏡で観察した結果を比較して示す。なお、素材としては、C : 0.08mass%, Mn : 1.5 mass%, Si : 0.5 mass%を含有するMn-Si鋼を用い、また熱延熱処理条件は 750 °C, 5 hとした。

【0014】同図に示したとおり、黒皮スケールがついたまま熱延板熱処理を行った場合（同図(b), (c)）にはいずれも、鋼板の地鉄表層部の主に結晶粒界に沿った酸化物の析出がノーエッチングの断面観察（1000倍）で認められた。ここでは、ノーエッチングの断面観察（1000倍）時にこの酸化物の析出が認められる領域を内部酸化層と称する。なお、熱処理雰囲気が、100vol%N₂の場合（実質的に還元を起こさない雰囲気：同図(b)）には、黒皮スケール表面および地鉄との界面に還元鉄の形成はほとんど認められなかったのに対し、5vol%H₂-N₂の場合（若干還元を起こす雰囲気：同図(c)）には、黒皮スケール

の一部表面と地鉄との界面に還元鉄の形成が観察された。一方、白皮熱延板の場合には、内部酸化層の形成は全く観察されなかった。なお、黒皮熱延板を100vol%H₂雰囲気（強い還元性雰囲気）で熱処理した場合についても調査したが、この場合には黒皮スケール自体の還元が進むだけで、内部酸化層の形成はほとんど生じなかった。

【0015】このように、熱延板における内部酸化層の形成には、熱延板熱処理時における雰囲気の影響が大きいことが明らかとなった。図2に、内部酸化層の形成に及ぼす黒皮熱延板熱処理雰囲気の影響を模式的に示す。図2(a)に示すように、非還元性（実質的に還元を起こさない）雰囲気（例えば100vol%N₂雰囲気）で熱処理を行った場合には、黒皮スケール中の酸素が主に結晶粒界に沿って浸透し、FeSiO₃やMn₂Fe₂O₇が形成される。すなわち、スケール中の酸素は、内部酸化層の形成のみに使用されると考えられる。

【0016】これに対し、図2(b)に示すように、還元性（実質的に還元を起こす）雰囲気（例えば100vol%H₂や5vol%H₂-N₂雰囲気）の場合には、黒皮スケールの還元（FeO + H₂ → Fe + H₂O）が起こり、内部酸化層の形成に使用される黒皮スケール中の酸素が不十分となる。また、還元性雰囲気の場合には、黒皮スケール層が還元されて還元鉄が形成されるため、熱延板の酸洗または冷延前の酸洗工程での残存スケールの除去が阻害されるので、好ましくない。

【0017】次に、上記のようにして得た熱延板を、酸洗後、レスカ製縦型溶融めっきシュミレーション装置を用いて、再加熱→溶融亜鉛めっき→ソルトバスによる加熱合金化処理を行って、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。図3に、熱延板熱処理後におけるSi、Mnの表面濃化状況を、また図4には、溶融めっき時における発生状況について調べて結果を示す。Si、Mnの表面濃化量は、GDS（グロー放電発光分光）により極表面の分析を行い、Si、Mnの10秒間積算強度として比較した。また、不めっき評価は、画像処理により不めっき部の面積を求め比較した。図3、4から明らかなように、Si、Mnの表面濃化は、黒皮スケールがついたまま、かつ熱延板熱処理雰囲気が実質的に非還元性である場合に最も少なく、またこの場合には不めっきの発生も全くないことが確認された。

【0018】そこで、本発明では、十分な内部酸化層を安定して形成するために、熱延板熱処理を、黒皮スケールがついたまま、実質的に非還元性雰囲気中で行うことにしたのである。

【0019】

【作用】本発明の素材鋼片としては、高強度化のためにCとMnを必須成分として、C : 0.03~0.2 mass%、Mn : 1.0 ~3.0 mass%の範囲で含有させるものとした。これにより、固溶強化と析出強化を利用したいいわゆるHSLA型

(High tensile strength low alloy) の溶融めっき高張力鋼板の製造が可能となる。この場合には、さらにTiやNbを0.3mass%まで含有させ、TiCやNbCによる析出強化を利用することにより、高強度化の一層の向上を図ることができる。また、組織強化を利用したいいわゆるDual Phase型の溶融めっき高張力鋼板の製造も可能となる。この場合には、第2相組織をより安定化させるため、MoやCrをそれぞれMo:0.5 mass%以下、Cr:0.5 mass%以下の範囲で含有させることが有利である。さらに、異なるタイプの組織強化を利用したいいわゆる残留オーステナイト型、3相型(フェライト+マルテンサイト+ベイナイト鋼)の溶融めっき高張力鋼板も可能となる。この場合には、第2、3相をより安定化させるため、オーステナイト相を安定化させる元素としてSiを0.1~2.0 mass%の範囲で含有させることが望ましい。

【0020】なお、Cが0.03mass%未満であったり、Mnが1.0mass%未満の場合には、HSLA鋼やDP鋼、残留オーステナイト鋼、3相型鋼とはなくなり、固溶強化鋼しか製造できない。一方、Cが0.2mass%を超えたり、Mnが3.0mass%を超える場合には、溶接強度の劣化や割れ等のために、実用的な高張力鋼板とはならない。なお、必要に応じて、さらにTi、Nb、B、Sb、P、S、N、Cu、Ni、V、CaおよびZr等を適宜含有させることもできる。

【0021】次に、本発明の製造工程について説明する。先に、熱延溶融めっき鋼板の場合について説明する。まず、鋼片の製造方法としては、連続鋳造法が有利に適合するが、造塊一分塊法であってもかまわないのは言うまでもない。熱間圧延についても、特に限定されることはなく、析出強化型、組織強化型高張力鋼板の従来から公知の方法に従って処理すれば良い。ただし、スケールが厚すぎると内部酸化層生成処理により剥離が生じる場合があるので、10 μ m以下好ましくは5 μ m以下とするのが望ましい。代表的な熱延条件は、圧下率:70~95%、熱延終了温度:600~900 $^{\circ}$ C、巻取り温度:300~750 $^{\circ}$ Cである。

【0022】本発明では、上記の熱間圧延後、黒皮スケールが付着したままの熱延鋼板を、実質的に還元が起かない雰囲気中で熱処理して、鋼板の地鉄表層部に積極的に内部酸化層を形成させ、もって安定した溶融めっき性の向上を図る。ここに、優れた溶融めっき性を安定して得るためには、内部酸化層の厚みを5~30 μ m程度にすることが望ましい。なお、この値は、鋼板表面に対して垂直な断面のノーエッチング観察(1000倍)により容易に判断することができる。

【0023】上記の熱延板熱処理工程において、処理温度は650~950 $^{\circ}$ Cとする必要がある。というのは、熱延板熱処理温度が950 $^{\circ}$ Cを超えると、結晶粒径が粗大化して、引き続き冷延時に表面荒れが生じたり、また本発明の炭素鋼(C:0.03~0.2 mass%)では、C:0.03mass

%未満の極低炭素鋼よりも内部酸化層が著しく生成し易く、内部酸化層過多による地鉄の剥離が起こるからである。また、熱延板熱処理温度が650 $^{\circ}$ C未満では、十分な内部酸化層を形成することができないからである。なお、熱処理時間については特に限定されることはないが、4~40時間程度とするのが好ましい。

【0024】また、この発明において、実質的に還元を起こさない雰囲気としては、100vol%N₂雰囲気およびH₂含有量が5 vol%未満のH₂-N₂混合雰囲気が有利に適合する。H₂含有量が5 vol%以上になると黒皮スケール層が還元されて還元鉄が形成されるため、熱延板の酸洗工程での残存スケールの除去が阻害されるので好ましくない。なお、大気中などの酸化性雰囲気では、黒皮スケールの成長程度が大きくなり、内部酸化層の成長程度は逆に小さくなる。その結果、大気中などの酸化性雰囲気は内部酸化層の厚みが不十分となるため好ましくない。しかしながら、100vol%N₂雰囲気またはH₂量が5 vol%未満のH₂-N₂混合雰囲気におけるO₂量が1 vol%以下でなれば、鉄の酸化は問題とならない少量であるので、この程度であれば含有していても良い。O₂を完全に排除することはむしろ経済的な不利が大きい。

【0025】ついで、酸洗を施す。この酸洗条件についても、特に限定されることはなく、常法に従って塩酸または硫酸にて、必要に応じて酸洗促進剤、酸洗抑制剤を添加して行えば良いが、地鉄を数 μ m以上除去してしまうほどの極端に過度の酸洗は行わない方がよい。

【0026】次に、溶融めっき設備にて予熱後、溶融めっきが施される。この予熱時に析出強化を同時に行うので、700~850 $^{\circ}$ Cで0.5~10min程度で行えば良い。さらに、本発明では、溶融めっき処理後の鋼帯に対し、形成矯正、表面粗度等の調整のために、10%以下の調質圧延を加えることもできる。

【0027】上記のようにして得た熱延鋼板に溶融めっきを施す場合には、その方法を特に限定するものではなく、例えば従来から公知の方法に従って実施すれば良い。例えば、溶融亜鉛めっき処理の場合には、再結晶焼鈍した鋼板を、浴温が460~490 $^{\circ}$ C程度の溶融亜鉛浴に浸漬して溶融めっきを行う。その際、浴に浸入させる時の板温は460~500 $^{\circ}$ C程度が好適である。また、溶融亜鉛浴中のAl量は0.1~0.5 mass%程度とするのが好ましい。このようにして溶融亜鉛浴に浸漬された鋼板は、浴から引き上げられたのち、ガスワイピング処理などによってめっき付着量を調整され、溶融亜鉛めっき鋼板となる。さらに、このような溶融亜鉛めっき鋼板は、その後に加熱合金化処理を施すことによって合金化溶融亜鉛めっき鋼板とすることもできる。

【0028】なお、その他の溶融めっき処理としては、溶融アルミニウムめっき、溶融亜鉛-アルミニウムめっき等があり、これらについても従来公知の方法に従って溶融めっき処理を施せば良い。また、溶融めっきの付着

量については、片面当たり $20\sim 100\text{g/m}^2$ 程度とするのが好ましい。

【0029】次に、冷延溶融めっき鋼板の場合について説明する。熱間圧延後の酸洗までの工程は、熱延溶融めっき鋼板の場合と同様である。酸洗後、冷間圧延を施す。冷間圧延条件についても特に限定されることはなく、常法に従って行えば良い。その後、再結晶焼鈍を施すが、この再結晶焼鈍条件は $700\sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$ で $0.5\sim 10\text{min}$ 程度で行えば良い。また、本発明では、溶融めっき処理前の再結晶焼鈍にラジオチューブ等の輻射式加熱を用いた場合であっても、所望の内部酸化層を確保できる利点がある。この場合には、直火式の加熱方式を用いる場合に比べて、熱延板熱処理時における内部酸化層の形成量を幾分多めにしておけば良い。引き続き溶融めっき以降の工程は、熱延溶融めっき鋼板の場合と同様である。なお、溶融めっき処理後の鋼板に対し、形状矯正や表面粗度調整等のために、10%以下の調質圧延を加えることもできる。

【0030】

【実施例】熱延板の作製に当たっては、表1に示す成分組成に調整した鋼スラブ(鋼A~H)を、 $1200\sim 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ に加熱後、熱間圧延により 3.5mm 厚の熱延板としたのち、表2および表3に示す条件で熱延板熱処理を施し、ついで酸洗を施して 1.6mm 厚の熱延板とした。また、冷延板の作製に当たっては、上記のようにして製造した熱延板に、さらに冷間圧延を施して 1.0mm 厚の冷延板とした。かくして得られた熱延板および冷延板に、熱延板の場合には $830\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 1min の再結晶焼鈍を、また冷延板の場合には $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 1min の再結晶焼鈍をそれぞれ施したのち、

- ・浴温： $470\text{ }^{\circ}\text{C}$
- ・浸入板温： $470\text{ }^{\circ}\text{C}$
- ・Al含有率： $0.14\text{mass}\%$
- ・めっき付着量： 60 g/m^2 (片面)
- ・めっき時間： 1秒

の条件で溶融亜鉛めっき処理を施して、溶融亜鉛めっき鋼板を製造した。また、一部については、その後に加熱合金化処理を施して、合金化溶融亜鉛めっき鋼板とした。さらに、一部については、上記の再結晶焼鈍後、溶融アルミニウムめっき処理および溶融亜鉛-アルミニウムめっき処理を施した。

【0031】熱延板熱処理後の内部酸化層の厚みについて調べた結果を、表2、3に併記する。また、得られた各種溶融めっき鋼板の溶融めっき性およびめっき密着性ならびに合金化溶融めっき鋼板の合金化速度および合金化ムラについて調べた結果を、溶融めっき熱延鋼板および合金化溶融めっき熱延鋼板の場合は表4、5に、また溶融めっき冷延鋼板および合金化溶融めっき冷延鋼板の場合は、表6、7にそれぞれ示す。

【0032】各特性の評価方法は次のとおりである。

<溶融めっき性>溶融めっき後の外観を画像処理して、不めっき面積率を求め、以下の基準に従い評価した。

5：不めっき面積率 0%

4：不めっき面積率 0.1%以下

3：不めっき面積率 0.1%超、0.3%以下

2：不めっき面積率 0.3%超、0.5%以下

1：不めっき面積率 0.5%超

【0033】<めっき密着性>デュポン衝撃試験(直径： 0.64cm 、質量： 1kg の重りを 50cm の高さから鋼板上に落下)により、めっき密着性を評価した。判定基準は次のとおりである。

○：めっき剥離なし

×：めっき剥離有り

【0034】<合金化速度>

・合金化条件

昇温速度： $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

降温速度： $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

合金化温度： $490\text{ }^{\circ}\text{C}$

合金化時間： 20秒

上記条件下で処理した合金化材の表面に亜鉛 η 相が残存しているか否かで合金化速度を評価した。

○：亜鉛 η 相なし

×：亜鉛 η 相有り

【0035】<合金化ムラ>ソルトバスを用いて、 $10\times 20\text{cm}$ の溶融めっき板を $490\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 30秒 で合金化を行い合金化ムラがあるかについて合金化後のめっき外観を観察して評価した。

○：焼けムラなし(均一)

×：焼けムラあり

【0036】

【表1】

鋼 記号	成 分 組 成 (mass%)											備 考
	C	Si	Mn	Al	P	S	N	Ti	Nb	Mo	Cr	
A	0.08	—	2.10	0.030	0.008	0.008	0.003	—	—	—	—	600 MPa級 DP鋼
B	0.07	—	1.95	0.030	0.010	0.008	0.002	—	—	0.10	—	600 MPa級 DP鋼
C	0.035	—	1.70	0.025	0.011	0.010	0.002	—	—	—	0.30	450 MPa級 DP鋼
D	0.08	—	2.00	0.030	0.010	0.010	0.002	—	0.10	—	—	600 MPa級 HSLA鋼
E	0.08	—	1.90	0.030	0.015	0.010	0.002	0.10	—	—	—	600 MPa級 HSLA鋼
F	0.15	—	2.50	0.040	0.015	0.020	0.003	—	—	0.20	—	800 MPa級 DP鋼
G	0.09	0.6	1.60	0.040	0.015	0.004	0.002	—	—	—	—	600 MPa級 残留 γ 鋼
H	0.15	1.5	2.00	0.030	0.010	0.004	0.002	—	—	—	—	800 MPa級 残留 γ 鋼

【0037】

【表2】

No.	鋼 記号	黒皮スケール の有無	熱延板 焼鈍雰囲気	熱延板 焼鈍条件	内部酸化層の 厚み (μm)	備 考
1	A	有り	100%N ₂	700℃, 10h	10	発明例
2	B	〃	〃	〃	8	〃
3	C	〃	〃	〃	12	〃
4	D	〃	〃	〃	11	〃
5	E	〃	〃	〃	9	〃
6	F	〃	〃	〃	14	〃
7	G	〃	〃	〃	15	〃
8	H	〃	〃	〃	18	〃
9	A	有り	100%N ₂	980℃, 10h	50	比較例
10	B	〃	〃	550℃, 10h	2	〃
11	C	〃	100%H ₂	700℃, 10h	0	〃
12	D	〃	5%H ₂ -N ₂	〃	1	〃
13	E	〃	なし	なし	0	〃
14	F	なし	100%H ₂	700℃, 10h	0	〃
15	G	〃	なし	なし	0	〃
16	H	〃	〃	〃	0	〃

【0038】

【表3】

No.	鋼 記号	黒皮スケール の有無	熱延板 焼鈍雰囲気	熱延板 焼鈍条件	内部酸化層の 厚み (μm)	備 考
17	A	有り	2% H_2 - N_2	700℃, 10h	5	発明例
18	"	"	100% N_2	750℃, 15h	30	"
19	"	"	99.95% N_2 -500ppm O_2	700℃, 8h	20	"
20	B	"	100% N_2	650℃, 10h	5	"
21	"	"	2% H_2 - N_2	700℃, 20h	7	"
22	"	"	100% N_2	700℃, 10h	8	"
23	C	"	"	750℃, 8h	20	"
24	"	"	"	700℃, 35h	30	"
25	D	"	"	700℃, 7h	10	" * 1
26	E	"	"	700℃, 15h	20	" * 2
27	F	"	"	750℃, 10h	25	" * 3
28	G	"	"	750℃, 5h	15	"
29	H	"	"	700℃, 15h	18	"

* 1 溶融アルミニウムめっき 付着量: 50 g/m²

* 2 溶融亜鉛-アルミニウムめっき (Al: 55mass%) 付着量: 75 g/m²

* 3 溶融亜鉛-アルミニウムめっき (Al: 5mass%) 付着量: 60 g/m²

【表 4】

【0039】

No.	溶融めっき性		合金化溶融めっき特性		備 考
	溶融めっき性	めっき密着性	合金化速度	合金化後外観	
1	5	○	○	○	発明例
2	"	"	"	"	"
3	"	"	"	"	"
4	"	"	"	"	"
5	"	"	"	"	"
6	"	"	"	"	"
7	"	"	"	"	"
8	"	"	"	"	"
9	5	○	○	×	比較例
10	3	×	"	"	"
11	2	"	×	"	"
12	2	"	"	"	"
13	1	"	"	"	"
14	2	"	"	"	"
15	3	"	"	"	"
16	3	"	"	"	"

【0040】

【表5】

No.	溶融めっき性		合金化溶融めっき特性		備 考
	溶融めっき性	めっき密着性	合金化速度	合金化後外観	
17	4	○	○	○	発明例
18	5	"	"	"	"
19	"	"	"	"	"
20	"	"	評 価 せ ず	評 価 せ ず	"
21	4	"			"
22	5	"			"
23	"	"			"
24	"	"			"
25	"	"			"
26	"	"			"
27	"	"			"
28	"	"			"
29	"	"			"

【0041】

【表6】

No.	溶融めっき性		合金化溶融めっき特性		備 考
	溶融めっき性	めっき密着性	合金化速度	合金化後外観	
1	5	○	○	○	発明例
2	"	"	"	"	"
3	"	"	"	"	"
4	"	"	"	"	"
5	"	"	"	"	"
6	"	"	"	"	"
7	"	"	"	"	"
8	"	"	"	"	"
9	5	○	○	×	比較例
10	3	×	"	"	"
11	2	"	×	"	"
12	2	"	"	"	"
13	1	"	"	"	"
14	2	"	"	"	"
15	3	"	"	"	"
16	3	"	"	"	"

【0042】

【表7】

No.	溶融めっき性		合金化溶融めっき特性		備 考
	溶融めっき性	めっき密着性	合金化速度	合金化後外観	
17	4	○	○	○	発明例
18	5	"	"	"	"
19	"	"	"	"	"
20	"	"	評 価 せ ず	評 価 せ ず	"
21	4	"			"
22	5	"			"
23	"	"			"
24	"	"			"
25	"	"			"
26	"	"			"
27	"	"			"
28	"	"			"
29	"	"			"

【0043】表4～7から明らかなように、この発明に従い得られた溶融めっき高張力鋼板はいずれも、比較例に比べて、優れた溶融めっき性および合金化溶融めっき性を呈している。

【0044】

【発明の効果】かくして、本発明は、鋼の成分組成や製造履歴を問わず、また溶融めっき処理前の再結晶焼鈍にラジアントチューブ等の輻射式加熱を用いた場合であっても、十分な内部酸化層を確保して、優れた溶融めっき性および合金化溶融めっき性を有する溶融めっき高張力鋼板を安定して製造することができる。

【図面の簡単な説明】

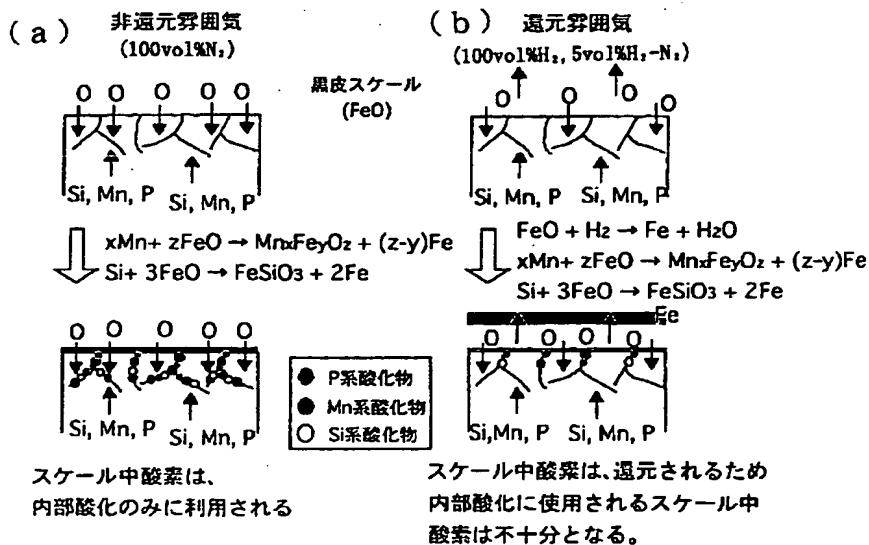
【図1】 白皮熱延板（同図(a)）および黒皮熱延板（同図(b)、(c)）の熱延板熱処理後の断面を示す光学顕微鏡組織写真である。

【図2】 内部酸化層の形成に及ぼす黒皮熱延板熱処理雰囲気の影響を示した図である。

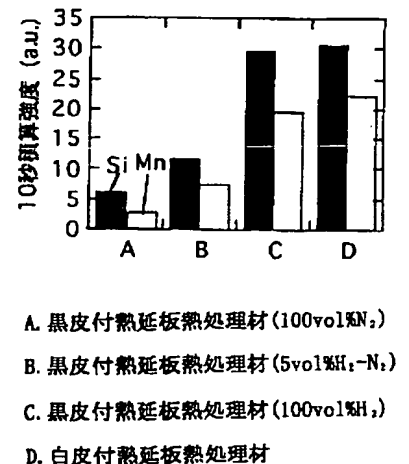
【図3】 熱延板熱処理後におけるSi、Mnの表面濃化状況を示した図である。

【図4】 溶融めっき時のめっきの発生状況を示した図である。

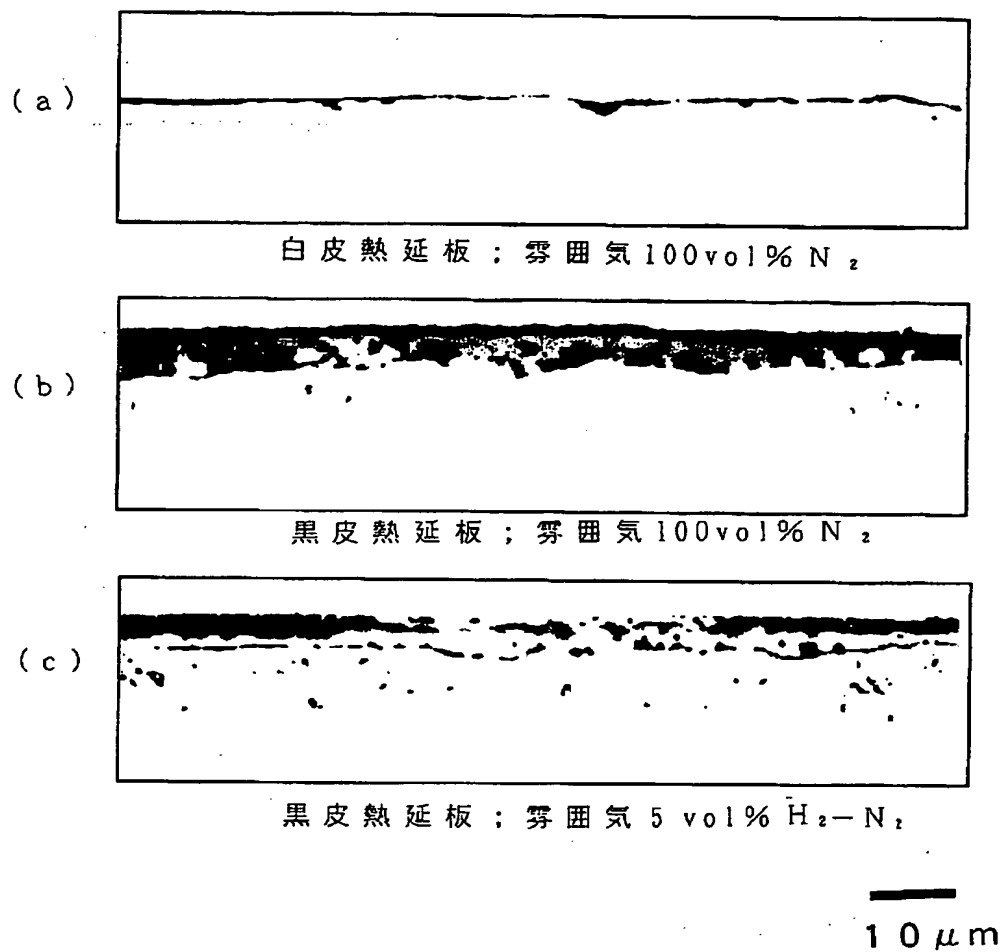
【図2】



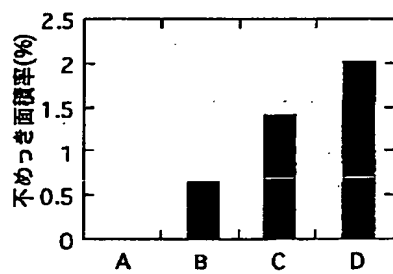
【図3】



【図1】



【図4】



- A. 黒皮付熱延板熱処理材 (100vol% N_2)
- B. 黒皮付熱延板熱処理材 (5vol% H_2-N_2)
- C. 黒皮付熱延板熱処理材 (100vol% H_2)
- D. 白皮付熱延板熱処理材